

50X1-HUM

Page Denied

Next 2 Page(s) In Document Denied

FOR OFFICIAL USE ONLY

Д О К Л А Д Ы АКАДЕМИИ НАУК СССР

Kardjumar

1960

Том 134, № 4

FOR OFFICIAL USE ONLY

Доклады Академии наук СССР
1960. Том 134. № 4

ТЕХНИЧЕСКАЯ ФИЗИКА

И. В. БАТЕНИН, В. А. ИЛЬИНА, В. К. КРИЦКАЯ, академик Г. В. КУРДЮМОВ
и Б. В. ШАРОВ

**ВЛИЯНИЕ НЕЙТРОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ НА ТОНКУЮ
КРИСТАЛЛИЧЕСКУЮ СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА МЕТАЛЛОВ
И СПЛАВОВ**

Одним из способов упрочнения металлов и сплавов является нейтронное облучение.

В ряде работ сообщалось, что облучение нейтронами приводит к изменению тонкой кристаллической структуры металлов и сплавов ⁽¹⁻³⁾. Одним из индикаторов такого изменения является размытие линий на рентгенограммах, полученных с облученных металлов и сплавов.

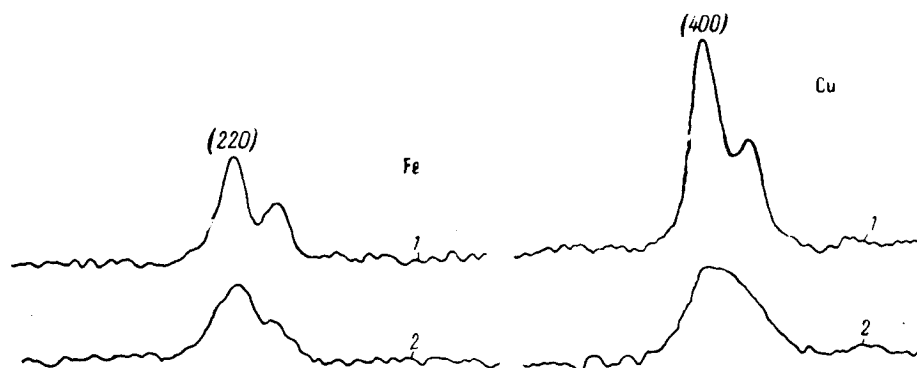


Рис. 1. Ширина линии (220) железа и линии (400) меди до облучения (1) и после облучения (2) нейтронами

В работе ⁽⁴⁾ нами было показано, что после нейтронного облучения железа, меди и некоторых сплавов на железной основе имело место размытие рентгеновских интерференционных линий. Ввиду того, что уширение линий для исследованных материалов было относительно небольшим, однозначно установить, с какими изменениями тонкой структуры оно связано, представлялось затруднительным. Поэтому полученные в ⁽⁴⁾ данные рассматривались нами лишь как качественные и предварительные.

В настоящей работе исследовались те же материалы, что и в ⁽⁴⁾, но доза нейтронного облучения для них была увеличена с 10^{20} до 10^{21} п/см² (облучение в реакторе, суммарный поток). Полученные результаты позволили сделать более определенные выводы о характере структурных изменений, связанных с размытием рентгеновских интерференционных линий, а также о характере и возможных причинах изменения некоторых свойств (микротвердости) облученных металлов и сплавов.

Условия облучения, условия рентгено съемки и методика расчета рентгенограмм были в настоящей работе такими же, как и в ⁽⁴⁾. Исследовались образцы Fe, Cu, Fe + 4 ат. % Ni, Fe + 0,6 ат. % W. Перед облучением все образцы подвергались отжигу: Fe и Fe + Ni — при 600°, Cu — при 400° и Fe + W — при 650°. Рентгенографическое исследование производилось ионизационным методом в монохроматическом медном излучении на установке, позволяющей рентгенографировать радиоактивные материалы ⁽⁵⁾.

К статье И. В. Батенина, В. И. Ильиной, В. К. Крицкий, Г. Б. Кудюмова и Б. В. Шарова, стр. 802



Рис. 2. Рентгенограммы необлученной (а) и облученной (б) меди

К статье В. П. Маслова, стр. 939

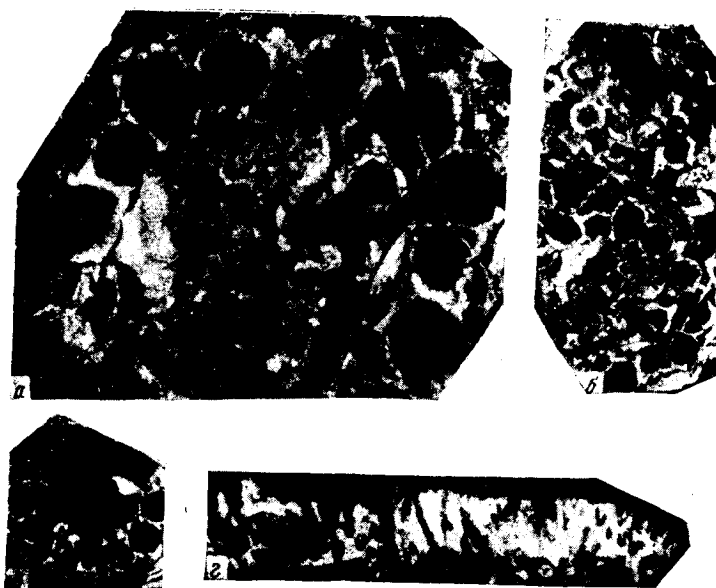


Рис. 3. Вид водорослей в шлифе: а — *Kopetdagaria sphaerica* gen. et. sp. а — 35-х, б и в 15-х; г — *Lithocodium glomeratum* Elliott. 35-х

ДАН, т. 134, № 4

Для железа и его сплавов измерялась ширина линий (110) и (220), для меди — линий (200) и (400).

На рис. 1 показано, как изменяется форма интерференционных линий для железа и меди после нейтронного облучения. В обоих случаях имеет место размытие линий.

На рис. 2 представлены рентгенограммы, полученные от облученной и необлученной меди с неподвижного образца в железном излучении методом обратной съемки. Видно, что четкие точечные рефлексы на рентгенограмме от необлученного образца после облучения меди заметно размываются.

В табл. 1 приведены данные по ширине линий для облученных и необлученных железа и меди и рассчитанные по ним значения микродеформации $\Delta a/a$ и областей когерентного рассеяния D . В результате облучения произошли существенные изменения (особенно для меди) в состоянии тонкой кристаллической структуры металла.

Таблица 1
Изменение ширины интерференционных линий железа и меди после нейтронного облучения

Материал	Индексы отражающей плоскости (hkl)	Ширина линии B , μ рад.		Искажения II рода $\frac{\Delta a}{a} \cdot 10^3$	Величина блоков $D \cdot 10^3$, см
		до облучения	после облучения		
Fe	(110)	5,0	5,6	0,65	8
	(220)	7,3	9,4		
Cu	(200)	5,9	7,0	1	5
	(400)	11,0	15,6		

Для твердого раствора железо — никель определений $\Delta a/a$ и D не производилось, так как, хотя после облучения и наблюдалось некоторое размытие линий на рентгенограммах этого сплава, но сам эффект уширения линии был небольшой и, следовательно, определение величины $\Delta a/a$ и D не могло быть произведено с достаточной точностью.

Для сплава железо — вольфрам изменения ширины интерференционных линий после облучения практически не наблюдалось.

После облучения твердость всех исследованных металлов повысилась. С увеличением дозы облучения твердость H возрастала, относительное изменение H для различных материалов было разным.

Таблица 2
Изменение микротвердости Fe, Cu, Fe — Ni и Fe — W после нейтронного облучения

Материал	Измен. микротвердости после нейтрон. облуч., %		Индексы отражающей плоскости (hkl)	Измен. ширины линии после нейтрон. облуч., % (доза 10^{21} н/см ²)
	10^{20} н/см ²	10^{21} н/см ²		
Fe	41	50	(310)	38
Cu	26	41	(400)	42
Fe + 4 % Ni	27	50	(310)	10
Fe + 0,6 % W	28	66	(310)	...

В табл. 2 помещены данные об относительном изменении твердости исследованных металлов и сплавов (Fe, Cu, Fe — Ni, Fe — W) после облучения их нейтронами. Наибольшее упрочнение получилось у сплава железо — вольфрам. У сплава железо — никель и железа степень упрочнения одинакова, у меди несколько меньше. Интересно отметить, что

у облученного сплава железо — вольфрам, упрочнение которого оказалось самым высоким, практически не было размытия рентгеновских интерференционных линий, в то время как у меди оно было самым большим (а упрочнение — наименьшим).

В табл. 2 помещены также данные об изменении в результате облучения ширины интерференционных линий для тех же образцов меди, железа, железа — никеля и железа — вольфрама. Брегговские углы были практически одинаковы для всех выбранных линий, ширина которых определялась, что давало возможность сравнения эффектов уширения линий в различных материалах.

Полученные данные показывают, что в результате облучения меди и железа происходят изменения интерференционной картины, аналогичные изменениям, вызываемым холодной пластической деформацией. Анализ этих изменений приводит к заключению, что в результате облучения имеет место уменьшение размеров областей когерентного рассеяния и возникновение микронапряжений того же порядка величины, как и при холодной пластической деформации. Поэтому повышение твердости можно было бы связать с изменением субструктуры зерна — раздроблением и разориентировкой микрообластей. Однако такое объяснение неприменимо в случае сплава Fe — Ni и в особенности сплава Fe — W, в котором уширения линии практически не наблюдается, тогда как упрочнение весьма значительно. Упрочнение здесь, по-видимому, связано не с возникновением дисперсной субструктуры зерна, а с изменением свойств кристаллов в микрообластях с повышением сопротивления движению дислокаций в решетке металла. Такое поведение аналогично действию атомов растворенного элемента. Можно думать, что изменение свойств в результате облучения связано с наличием точечных дефектов типа «вакансия — внедренный атом» и характером их распределения. В таком случае можно было ожидать, что при холодной пластической деформации необлученные и облученные материалы будут вести себя подобно твердым растворам с разной концентрацией (%), т. е. упрочнение за счет облучения и за счет последующей холодной деформации будет аддитивным.

На рис. 3 приведены кривые зависимости микротвердости от степени холодной деформации железа для необлученного и предварительно облученного образцов. Твердость последнего при всех степенях деформации остается более высокой. Разница в твердости с повышением степени деформации уменьшается, а после высокой (90%) степени деформации становится почти вдвое меньше по сравнению с исходной (до деформации).

Если упрочнение в результате облучения обуславливается двумя факторами — изменением свойств кристаллов в микрообластях и возникновением более дисперсной субструктуры зерна, то можно думать, что меньшая степень упрочнения при пластической деформации облученного железа обязана наличию тонкой субструктуры еще до деформации. Разница в твердости после высоких степеней деформации может быть отнесена главным образом за счет разницы в свойствах кристаллов в микрообластях.

С описанной точки зрения представляет интерес деформация материалов, в которых после облучения не наблюдается заметного изменения тонкой кристаллической структуры зерна.

На рис. 3 приведены данные об изменении твердости при холодной деформации необлученного и облученного образцов сплава Fe — W, у которого облучение не вызывало размытости интерференций. Разница в твердости до деформации весьма значительна — около 100 единиц — и обусловлена, очевидно, в основном изменением свойств кристаллов в микрообластях. При пластической деформации облученный сплав показал необычное поведение: твердость после 40% деформации снизилась, твердость необлученного образца после той же деформации значительно возросла, в результате разница в твердости сильно уменьшилась.

Аномальному поведению облученного сплава Fe — W можно дать следующее объяснение. В результате облучения не только создаются дефекты типа «внедренный атом — вакансия», но и меняется распределение атомов вольфрама в сторону образования термодинамически более стабильного распределения. На возможность изменения распределения атомов указывает повышение степени дальнего и ближнего порядка при облучении неупорядоченных твердых растворов. Повышение твердости сплава после облучения может происходить частично за счет возникновения неоднородности в распределении атомов вольфрама и, таким образом, за счет вызываемого этим локального изменения свойств кристаллов твердого раствора.

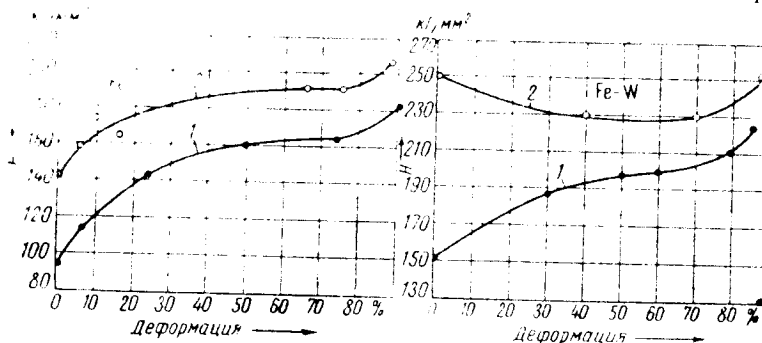


Рис. 3. Графики зависимости микротвердости от степени деформации для железа и сплава Fe — W до облучения (1) и после облучения (2)

Пластическая деформация приводит к изменению распределения атомов в сторону более хаотичного статистического распределения, и, следовательно, может привести к снижению доли упрочнения за счет изменения распределения вольфрама. Это снижение, по-видимому, перекрывает увеличение твердости за счет раздробления зерна, которое имеет место в случае деформации необлученного сплава.

При высоких степенях деформации разница в твердости облученного и необлученного сплава остается постоянной, как и в случае железа. Она обусловлена, по-видимому, разницей в свойствах кристаллов твердого раствора вследствие наличия дефектов, вызванных облучением. Так как эта разница ($\cong 30$ единиц) значительно меньше исходной, перед деформацией ($\Delta H \cong \cong 100$ единиц), то можно заключить, что большее упрочнение сплава Fe — W при облучении обуславливается в значительной мере изменением распределения атомов вольфрама в твердом растворе.

Для дальнейшего выяснения природы упрочнения и более четкого распределения роли изменения свойств кристаллов в микрообластях и тонкой субмикроструктуры зерна представляло бы интерес изучение упрочнения при деформации облученных чистых металлов, у которых облучение не вызывает размывости рентгеновских интерференционных линий, как это имеет место для сплава Fe — W.

Институт теоретической и экспериментальной физики
Академии наук СССР

Поступило
29 VI 1960

Институт металловедения и физики металлов
Центрального научно-исследовательского
института черной металлургии им. И. П. Бардина

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

- ¹ Ф. В. Куниц, А. Н. Холден, Acta Metallurgica, 2, № 6, 816 (1954). ² Дж. В. Глен, Усп. физ. наук, 60, № 3, 445 (1956). ³ Действие ядерных излучений на структуру и свойства металлов и сплавов, под ред. Я. П. Селицкого, 1957. ⁴ И. В. Багенин, В. А. Ильина, В. К. Крицкая, Б. В. Шаров, Физ. мет. и металловед., 7, № 3, 243 (1959). ⁵ И. В. Батенин, Б. В. Шаров, Приборы и техн. эксп., 3, 59 (1956). ⁶ В. М. Кардонский, Г. В. Курдюмов, М. Д. Перкас, Физ. мат. и металловед., 7, 747 (1959).